

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ ПРОИЗВОДСТВА EUROPIPE И SUMITOMO ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ

Лежнин Н.В., Хромцова И.А.

Руководитель – к.т.н. Селиванова О.В.

ФГАОУ ВПО УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
г. Екатеринбург
sov23@mail.ru

Строительство и эксплуатация газопроводов нового поколения требует разработки научно обоснованных подходов к выбору основного металла труб большого диаметра, обладающего не только высоким уровнем прочности, но и значительным ресурсом пластичности.

Перспективным в этом плане является использование сталей класса прочности K65 (X80). Их уникальный комплекс механических свойств обеспечивается не только их композицией, чистотой по неметаллическим включениям, но и ультрадисперсной гетерофазной структурой. Такая структура создается путем контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения, приводящих к формированию, наряду с ферритом, низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита: малоуглеродистого бейнита (мартенсита). Это позволило получить высокую прочность, пластичность и вязкость сталей, полностью исключить хрупкое разрушение и сформулировать принципиально новое требование: необходимость быстрого торможения вязкой трещины.

Целью настоящей работы явилось изучение влияния различных режимов термообработки на структуру и механические свойства газопроводных труб производства Europipe и Sumitomo.

Материалом исследования являлись трубные стали типа 06Г2СМБ различных производителей промышленных выплавов, химический состав которых приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых труб, масс. %

Сталь	C	Mn	Si	Mo	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Al	B	S	P
EUP	0,08	1,85	0,39	0,13	0,002	0,050	0,016	0,17	0,22	0,19	0,03	0,0003	0,001	0,013
SMI	0,05	1,87	0,10	0,01	-	0,024	0,019	0,49	0,63	0,26	0,04	<0,0001	0,004	0,007

Образцы подвергались закалке ($T_H = 820, 840, 860, 900, 1000$ °C, выдержка 30 мин., охлаждение в воде), ступенчатой закалке ($T_H = 860$ °C выдержка 30 мин., переохлаждение до $T_{II} = 680$ °C выдержка 2, 5, 10 мин. с последующим охлаждением в воде) и нормализации ($T_H = 900, 1000$ °C, 1100 °C, выдержка 30 мин., охлаждение на воздухе).

Анализ микроструктуры проводился на шлифах, параллельных и перпендикулярных оси трубной заготовки, на микроскопах «NEOFHOT» и «OLIMPUS JX 51» при увеличении 200, 500 и 1000 крат. Для выявления структуры шлифы подвергались травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Электронно-микроскопическое исследование проводилось методом тонких фольг. Определение величины зерна и количество структурных составляющих проводилось по методу “секущих” (ГОСТ 5639-65).

Металлографическими исследованиями установлено, что структура труб состоит из зерен феррита (светлые области) и «зерен» упрочняющих структурных составляющих (УСС) (темные области), образованных продуктами сдвигового превращения (рис. 1)

В структуре сталей производства EUP имеется полосчатость, которая проявляется в формировании строчек, обогащенных ферритом или упрочняющими УСС. Размер зерен феррита составляет $d_f = 3...7$ мкм и «зерен» УСС – $d_{УСС} = 2...4$ мкм. В стали производства SMI на фоне однородной ультрадисперсной структуры обнаруживаются относительно крупные (до 20 мкм) зерна феррита.

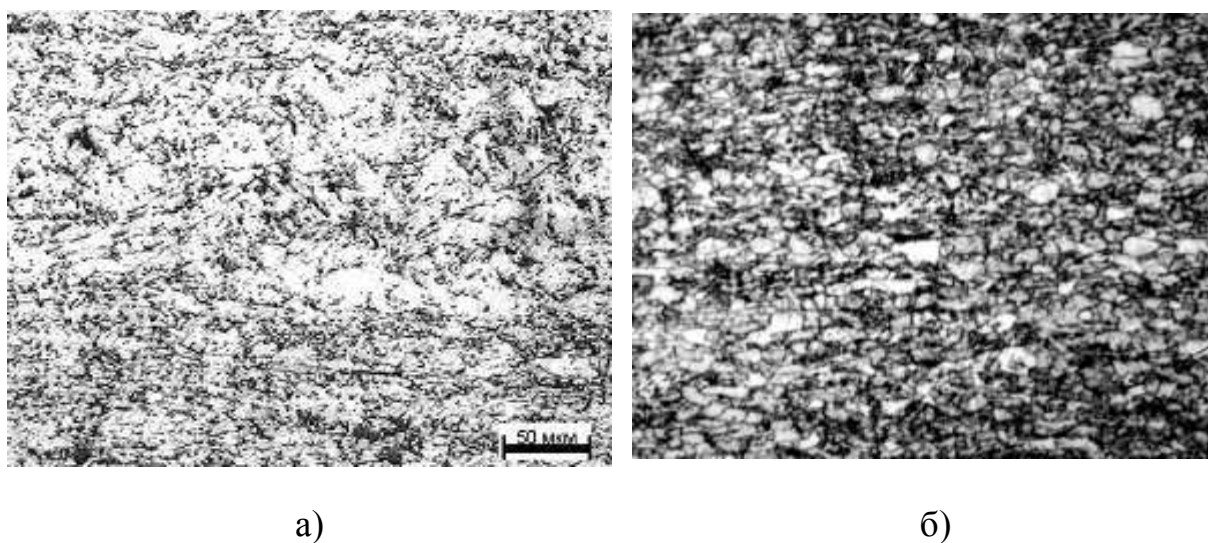


Рисунок 1. Микроструктура образца стали EUP (а) и SMI(б)

Электронно-микроскопическим методом найдено, что в структуре труб имеются дисперсные выделения вторых фаз – вероятно, карбидов ниобия, ванадия размером менее 0,1 мкм (рис. 2).

Изучение структур после закалки от различных температур позволило определить размер исходного аустенитного зерна. Так, в стали производства EUP средний размер исходного аустенитного зерна при температуре нагрева 900 °С составлял 12...16 мкм, а после закалки от

1000°C в структуре появляются отдельные зерна УСС размером ~32 мкм. В стали SMI после закалки от 900°C аустенитное зерно имеет большой разброс по размеру в пределах от 5 до 30 мкм.

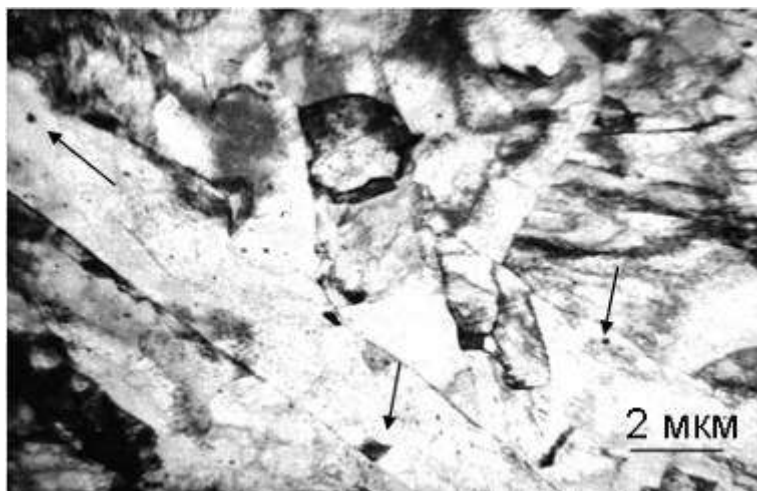


Рисунок 2. Частицы MeC в игольчатом феррите, бейните (мартенсите)

Установлено, что исследуемые стали имеют примерно одинаковую твердость (~ 2200 МПа) и различный уровень трещиностойкости, оцениваемый по сериальным кривым.

Обнаружено, что замедленное охлаждение в интервале температур 860...650 °C приводит к заметному охрупчиванию сталей – температура вязко- хрупкого перехода повышается до -10...-20 °C, что связывается с выделением дисперсных частиц специальных карбидов типа MeC на основе V и Nb.

Найдено, что исследованные стали не склонны к росту аустенитного зерна ($d_a = 3...15$ мкм) при нагреве вплоть до ≤ 1100 °C. Это позволяет рассматривать их как наследственно мелкозернистые.

В результате проведенных исследований сделано заключение о том, что основные функции микродобавок легирующих элементов (V, Nb, Mo, B) в изученных сталях состоят:

- в сдерживании роста аустенитного зерна;
- увеличении устойчивости переохлажденного аустенита по I ступени благодаря их частичном нахождению этих элементов в твердом растворе аустенита.